

This Page Is Inserted by IFW Operations  
and is not a part of the Official Record

## **BEST AVAILABLE IMAGES**

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

**IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.**

**As rescanning documents *will not* correct images,  
please do not report the images to the  
Image Problem Mailbox.**

## ⑫ 公開特許公報(A)

昭64-55806

⑤ Int.Cl.

識別記号

庁内整理番号

④ 公開 昭和64年(1989)3月2日

H 01 F 1/06  
B 22 F 1/02A-7354-5E  
E-7511-4K

審査請求 未請求 発明の数 2 (全7頁)

⑬ 発明の名称 希土類系磁石

⑭ 特 願 昭62-211473

⑮ 出 願 昭62(1987)8月27日

⑯ 発 明 者 中 川 準 東京都中央区日本橋1丁目13番1号 ティーディーケイ株式会社内

⑰ 発 明 者 矢 島 弘 一 東京都中央区日本橋1丁目13番1号 ティーディーケイ株式会社内

⑱ 発 明 者 中 村 英 樹 東京都中央区日本橋1丁目13番1号 ティーディーケイ株式会社内

⑲ 出 願 人 ティーディーケイ株式会社 東京都中央区日本橋1丁目13番1号

⑳ 代 理 人 弁理士 倉内 基弘 外1名  
最終頁に続く

## 明 細 書

## 1 発明の名称 希土類系磁石

## 2 特許請求の範囲

1 R-T-B又はR-T-B-M(ただしRは希土類元素、TはFe又はFe、Coを主体とする遷移金属、MはZr、Nb、Mo、Hf、Ta、Wの少なくとも1種)の組成を有し、微結晶あるいは微結晶とアモルファス相との混相からなる合金粉末の表面に金属被膜層を形成した、希土類系磁石粉末。

2 金属被膜層がCu、Cu合金、Al、Al合金、Sn、Sn合金より選択される前記第1項記載の磁石粉末。

3 Rが5.5~12 at%含有される前記第1項または第2項記載の磁石粉末。

4 Mが1.5 at%まで含有され、Bが2~15 at%含有されている前記第1~3項のいずれかに記載の磁石粉末。

5 合金粉末の平均粒径が10~1000 μmで

ある前記第1項または第2項記載の磁石粉末。

6 金属被膜層が圧着、液相メッキまたは気相メッキにより形成される前記第1項または第2項記載の磁石粉末。

7 R-T-B又はR-T-B-M(ただしRは希土類元素、Tは遷移金属、MはZr、Nb、Mo、Hf、Ta、Wの少なくとも1種)の組成を有し、微結晶あるいは微結晶とアモルファス相との混相からなる合金粉末の表面に金属被膜を形成し、樹脂バインダーを用いまたは用いないで合着して成る希土類合金磁石。

8 金属被膜層がCu、Cu合金、Al、Al合金、Sn、Sn合金より選ばれる前記第7項記載の磁石。

9 Rが5.5~12 at%含有される前記第7~8項のいずれかに記載の磁石。

10 Mが1.5 at%まで含有され、Bが2~15 at%含有される前記第7~9項のいずれかに記載の磁石。

11 合金粉末の平均粒径が10~1000 μmである前記第7項または第8項記載の磁石。

12. 金属被膜層が圧着、液相メッキまたは気相メッキ膜である前記第7項または第8項記載の磁石。

13. 金属被膜層の表面にさらにカップリング剤層が形成されている前記第7項または第8項記載の磁石。

### 3. 発明の詳細な説明

#### (産業上の利用分野)

本発明は磁石粉末及びそれを用いた磁石に関し、特にR-F-B系(Rは希土類系元素)の粉末を用いた磁石粉末及び磁石に関する。本発明は特に安定性の良いボンド磁石に関する。

#### (従来技術とその問題点)

R-F-B系のボンド磁石(磁石粉末をバインダーを用いて結合し成形した磁石)は、現在高速急冷法を用いて薄帯を形成し、これを粉砕したものを用いており、実用化されている典型的な組成にはNd 12~17 at%、B 4~8 at%、F 残部より成るものがある。この急冷薄帯の磁気特性は40 KGの磁場で着磁して残留磁束密度Br=

の近傍、すなわち、R=12~17%、B=4~8%の範囲の合金の実験に基づいている。希土類元素は高価であるため、その含有量を低下させることが望まれるが、希土類元素の含有量が12%未満になると、保磁力1Heが急激に劣化するという問題があり特開昭60-9852号ではR=10%となると1Heは6 kOe以下になる事が示されている。すなわち、R-F-B系合金において希土類元素の含有量が12%未満になると、保磁力1Heが劣化するとの事実があつたのであるが、かかる組成範囲において保磁力1Heの劣化を防止するように組成ならびに組織を設計する方法は従来知られていなかった。

本発明者等は、特性の良いR-T-B系(TはF、又はFe、Coを主体とする遷移金属)磁石を提供するために、平衡相以外に非平衡相を用いる事が可能である高速急冷法に注目し、R-T-B系に対する種々の添加元素の影響を検討した結果、Zr、Nb、Mo、Hf、Ta、W等の特定の添加元素がR含有量が少なくとも(12%未満)、等方性

7.5~8 KG、保磁力1He=13~16 kOe、エネルギー積(BH)<sub>max</sub>=12~13 MGOe程度である。またこの薄帯を粉砕して粉末とし、エポキシ樹脂などのバインダーと共に成形したボンド磁石では、射出成形で(BH)<sub>max</sub>=4~5.5 MGOe、圧縮成形で7.5~8 MGOe程度である。この系の磁石は従来のSm-Co系の磁石よりも安価に製造できるが、エネルギー積等の磁性がかなり劣る。従つて、より磁性の高い磁石の出現が望まれている。

高速急冷法によるR-F-B系合金の製造法に関しては多くの研究や提案がなされている。上に引用したNd-F-B系の磁石は特開昭60-9852号にその1例が示されている。従来R-F-B系合金の優れた磁石特性はNd<sub>2</sub>F<sub>0.14</sub>B相化合物によるものと説明されており、そのため焼結法、高速急冷法共に磁石特性を改良するための多くの提案(特開昭59-89401、60-144906、61-579749、57-141901、61-73861号公報)はこの化合物に該当する組成

であつても高保磁力、高エネルギー積を示し、実用に適した高性能磁石を提供しうる事を見出し先きに特許出願の対象にした(本出願時未公開)。さらに、Zr、Nb、Mo、Hf、Ta、W等の添加元素を用い、高速急冷することにより着磁特性および耐食性が良好な磁石合金を提供することができた。すなわち、同発明は、 $R_x T_{100-x-y-w} B_y M_w$ (但し、Rは希土類元素の少なくとも1種、TはF、又はFe、Coを主体とする遷移金属、 $5.5 \leq x \leq 20$ 、 $2 \leq y < 15$ 、 $0 < w \leq 10$ 、MはZr、Nb、Mo、Hf、Ta、Wの少なくとも1種)からなり、微結晶相あるいは微結晶とアモルファス相との混相からなる永久磁石である。

しかしながら、R-T-B系磁石は粉末化したとき、空気中で酸化し易く、熱硬化性樹脂のようなバインダーで結合してボンド磁石にしても樹脂中にポアが存在し、吸湿性を有し、ち密化が低い等の原因で磁気特性が安定せず、また高湿の環境でこれを使用すると特性の劣化の傾向は一層助長され、またボンド磁石の製造工程中にも外気の影響

を受け易く、折角の良好な磁気特性が十分に生かされない。

(発明の目的)

本発明の目的は、高速急冷法による R - T - B 系の合金を用いた粉末成形又はボンド磁石において、その安定性を改善し、高い磁気特性の粉末成形又はボンド磁石を提供することにある。

(発明の概要)

本発明は R - T - B 又は R - T - B - M (ただし R は希土類元素、T は Fe 又は Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、Co を主体とする遷移金属、M は Zr、Nb、Mo、Hf、Ta、W の少なくとも 1 種) の組成を有し、微結晶あるいは微結晶とアモルファス相との混相からなる合金粉末の表面に金属被膜層を形成した、希土類系磁石粉末及びそれを結合した磁石を提供する。

金属被膜層は水分、空気などに対する保護膜またはバリアー層として役立ち、不安定な R - T - B 又は R - T - B - M 系磁石の安定性を飛躍的に向上する。

好適なことが分つた。

粉末に被膜処理を行うには PVD、CVD など気相メッキを施すと粉末の磁気特性の低下がなく被着が可能となる。また液相メッキ例えば無電解メッキなどは生産性が高く均一な被膜を形成できる。また機械的圧着も可能である。

実用上粉末の平均粒径は 10 ~ 1000 μm、好ましくは 30 ~ 200 μm であり、通常この粉末粒子は微結晶体または微結晶と非晶質の混相より成り、或いは熱処理などで微結晶が調整されている。

この表面安定化した磁石粉末は任意の仕方でボンド磁石にしうる。第 1 の方法は粉末を機械的に加圧して所定の形状に成形することである。この方法では表面金属膜層がバインダーとしての役目をする。必要ならば同一または異種の金属の粉末を成形前に添加してバインダーの役目をさせても良い。或いは表面処理しない磁石粉末と Al 等の柔らかい金属粉末を混合して成形することにより実質的な表面安定化を行なうことも考えられるが、

(発明の具体的な説明)

本発明は R - T - B 又は R - T - B - M (ただし R、T、B、M は上に定義した通り、M は Zr、Nb、Mo、Hf、Ta、W の少なくとも 1 種で R が 12 at % 以下のとき含有することが望ましい) が酸素や湿度の影響を受け易く、またエポキシ等の樹脂をバインダーとして結合したボンド磁石においてもなお安定性が十分でない欠点を解決するために提供されるもので、本発明者等は粉末の表面を耐酸化性、耐湿性の金属材料で被覆することにより安定性の高い R - T - B 又は R - T - B - M 磁石を得ることができた。この目的に好適な金属材料は金属被着磁石粉末を合着して磁石とするとき、特に樹脂を用いないで直接加圧成形したり、成形後塑性加工により異方性を賦与したりするには、変形性の良い材料を用いることが望ましい。これらの条件を満足し、且つ R - T - B 又は R - T - B - M 磁石粉に影響を及ぼさない非磁性金属として、Cu、Al、Sn、Cu - Pd、Cu - Zn、Al - Zn など Cu 系及び Al 系の合金および Sn 合金が

確実性は劣る。第 2 の方法は金属被覆粉末を樹脂で結合させて成形し磁石体とすることも可能である。

以下に本発明を詳しく説明する。

製造方法

本発明の磁石は、前記の組成の R - T - B および R - T - B - M からなる系の合金溶湯をいわゆる液体急冷法によつて高速で冷却凝固させたものである。この液体急冷法は、水冷等により冷却された金属製の回転体の表面に、ノズルから溶湯を射出して高速で急冷凝固させ、リボン状の材料を得る方法であり、ディスク法、単ロール法(片ロール法)、双ロール法等があるが、この発明の場合には片ロール法、すなわち 1 個の回転ロールの周面上に溶湯を射出する方法が最も適当である。片ロール法でこの発明の磁石を得る場合、水冷回転ロールの周速度は、2 m/sec ~ 100 m/sec の範囲内とすることが望ましい。その理由は、ロール周速度が 2 m/sec 未満の場合および 100 m/sec を越える場合のいずれにおいても保磁力 1 Hc

が低くなるからである。高保磁力、高エネルギーを得るためにはロール周速度を $5 \sim 30 \text{ m/sec}$ とする事が望ましい。このようにロール周速度 $2 \sim 100 \text{ m/sec}$ にて片ロール法で前記組成の合金溶湯を急冷凝固させることによつて、保磁力 $1 \text{ Hc}$ が、 $3000 \sim 20000 \text{ Oe}$ 、磁化 $\mu$ が $80 \sim 150 \text{ emu/gr}$ の磁石が得られる。このように溶湯から直接急冷凝固させれば、非晶質もしくは極めて微細な結晶質の組織が得られ、その結果上述のように磁石特性が優れた磁石が得られるのである。

急冷後の組織は急冷条件により異なるが、アモルファスあるいは微結晶又はその混合組織からなるが、焼鈍により、その微結晶又はアモルファスと微結晶からなる組織およびサイズをさらにコントロール出来、より高い高特性が得られる。微結晶相としては、少くとも50%以上が、 $0.01 \sim 3 \mu\text{m}$ 未満好ましくは $0.01 \sim 1 \mu\text{m}$ 未満の範囲内の大きさである時、高特性が得られる。アモルファス相を含まない組織からなる時高特性が得られる。

ができず高特性化が望めない。

従来の高速急冷法により得られたリボン状の磁石を粉砕後ボンド磁石としたものは特開昭59-211549号公報に示される如く知られている。しかし従来の磁石は、J. A. P60(10)、vol 15(1986)3685頁に示される如く飽和磁化まで着磁させるためには、 $40 \text{ kOe}$ 以上 $110 \text{ kOe}$ にもおよぶ着磁磁場が必要であり、通常の電磁石である $15 \sim 20 \text{ kOe}$ で飽和着磁可能な磁石が望まれていた。本発明におけるZr、Nb等を含有させた磁石合金は $15 \sim 20 \text{ kOe}$ で十分着磁可能であるという利点を有し、そのため $15 \sim 20 \text{ kOe}$ での着磁後の特性は大巾に改良される。

又液体急冷法により得られたリボン状の本磁石を直接もしくは粉砕した後に塑性加工等を用いて高密度かつ異方性化する事により約2~3倍の磁石特性の向上が見られる。

この塑性加工時の温度・時間条件は、焼鈍に関して説明した微結晶相が得られ、粗粒化を妨げるように選択する必要がある。この点に関し、本発

明に液体急冷法によつて急冷凝固された磁石を、不活性雰囲気もしくは真空中において $500 \sim 800^\circ\text{C}$ の温度範囲にて $0.001 \sim 50$ 時間焼鈍する。このような焼鈍熱処理を施すことによつて、この発明で対象とする成分の急冷磁石では、急冷条件によつて諸特性が敏感でなくなり、安定した特性が容易に得られる。ここで焼鈍温度は、 $500^\circ\text{C}$ 未満では焼鈍の効果はなく、 $800^\circ\text{C}$ を超える場合には、微結晶粒径が粗大化し保磁力 $1 \text{ Hc}$ が急激に低下する。また焼鈍時間が $0.001$ 時間未満では焼鈍の効果がなく、 $50$ 時間を越えてもそれ以上特性は向上せず、経済的に不利となるだけである。したがつて焼鈍条件は前述のように規定した。また、上記焼鈍中に、磁場中処理を行なうことにより磁石特性を向上させることができる。得られたリボン状の磁石を、好ましくは $10 \sim 1000 \mu\text{m}$ の粒径に粉砕して、ボンド磁石を調製するための粉末とする。粉末粒径は $10 \mu\text{m}$ 未満では酸化し易く製造が困難となり、 $1000 \mu\text{m}$ より大きいと高密度となるように圧縮あるいは高充填すること

明におけるNb、Zr等の添加元素Mは結晶成長を抑制し、高温、長時間でも保磁力を劣化させず高い保磁力が得られるため温間塑性加工条件を改善するという利点を有している。

#### 磁石粉末の表面処理

上記のようにして得られたR-T-B又はR-T-B-M磁石粉末(塑性加工した異方性を有するもの、又は等方性のもの)は、金属酸化防止材により処理されて表面改質を受ける。この目的に適する金属は、前記のように磁石粉末に対して耐酸化性、耐湿性を賦与し、しかもボンド磁石成形時に変形性の良い金属材料特にCu、Al、Sn、Cu-Ni、Cu-Pd、Cu-Zn、Al-Znなどである。Cu-Niは磁性があるが温度係数の調整に良い。その他Zn、Pb、Pd、Ag、Auなども場合により用いる。

また、金属被覆を形成する方法は前記のように蒸着、スパッタリングなどの気相メッキ、無電解メッキのような液相メッキ、圧着など、任意の方法を用いることができ、被覆中に振動、攪拌を与

える手段を用いて全面被覆を進めると良い。

さらに、この金属被覆の後にチタンカップリング剤、シランカップリング剤などを磁石粉末の0.1～5 wt %、好ましくは0.5～2 wt %の割合で加えて表面処理すれば、磁石粉末の表面がさらに耐酸化性となると共に、ボンド磁石の機械的強度が上がり、さらに、熱可塑性又は熱硬化性樹脂をバインダーとするときに分散性が高まり、これにより高密度（磁石粉約90～99 wt %）が達成できる。

#### 成形法

表面に金属被覆層を有する磁石粉末は、成形金型で加圧成形される。成形圧力は0.5～1.0 ton/cm<sup>2</sup>の圧力であり、またこの間に100～800℃に加熱すると強度を向上することができる。一方、エポキシ樹脂などのバインダーを用いる場合には磁石粉末と樹脂とを90：10～99：1の重量割合で混合し（90：10は磁気特性、99：1は強度の面から限界）、0.5～1.0 ton/cm<sup>2</sup>の圧力で加圧成形し、硬化させる。加熱は加圧と同時に

大きく実用上充分な特性が得られる。Bの量は、2未満では保磁力1Heが小さく、1.5以上ではBrが低下する。CoでFeを置換することで磁気性能が改善しかつキュリー温度も改良されるが、置換量は0.7を越えると保磁力の低下をまねく。

Zr、Nb、Mo、Hf、Ta、Wの少なくとも1種のM元素の量が1.5を越えると磁化の急激な減少をまねく。また1Heの増加のためには0.1以上が好ましく、耐食性を上昇させるためには0.5以上、より好ましくは1以上が良好である。M元素を2種以上複合添加すると、単独添加の場合よりも保磁力1He向上効果が大きい。なお複合添加の場合の添加量上限は1.5である。

Bの50%以下をSi、C、Ga、Al、P、N、Co、S等で置換してもB単独と同様な効果を有する。

Tは2～1.5未満の範囲、Bは2～1.5の範囲、Mは0～1.5の範囲とする必要がある。なお、高保磁力を得るための好ましい領域としてRは5.5～1.2、より好ましくは6～1.0、Tは2～1.5未満、より好ましくは4～1.2さらに好ましくは

または後のいずれでも良い。なお0.5 ton/cm<sup>2</sup>は成形性の限界、1.0 ton/cm<sup>2</sup>は加圧機の経済性の限界である。

バインダーとして熱可塑性樹脂を用いる場合には加圧成形よりも射出成形に適し、磁石粉末90～98%で生産性良く成形できる。ただし磁性はやや劣る。

別法として被覆材と同種の延展性の金属粉末と40～90 vol %の磁性粉末となるように混合する。なお40%は磁気特性の面からの限度であり、85%は成形性からの限界である。また、金属被覆の形成により、成形性を向上し、磁性粉を高密度化することができる。

#### 磁石組成

次にR-T-B又はR-T-B-M磁石の成分について説明すると、希土類元素Rの量(at %)、以下同じ）が、5.5未満では保磁力1Heが低下する傾向があり、1.2を越えれば磁化の値が小さくなる。よつてRは好ましくは5.5～1.2である。ただし、1.2<R<2.0では保磁力1Heが特に大

4～1.0、Bは2～1.5より好ましくは4～8、Mは0.1～1.0より好ましくは2～1.0の範囲である。

又等方性で高エネルギー積を得るための好ましい領域は1.2以下、より好ましくは1.0以下、Bは2～1.5未満より好ましくは4～1.2、さらに好ましくは4～1.0の範囲、Mは0を含まず～1.0、より好ましくは2～1.0の範囲である。

又等方性で着磁特性が良く高エネルギー積を得るための好ましい領域はRは6～1.2より好ましくは、6～1.0未満、Bは2～1.5未満より好ましくは4～1.2さらに好ましくは4～1.0の範囲、Mは0を含まず～1.5より好ましくは、2～1.0の範囲である。

又異方性で高エネルギー積を得るため好ましい領域はRは6～1.2より好ましくは6～1.0未満、Bは2～1.5未満より好ましくは4～1.2さらに好ましくは4～1.0、Mは0を含まず～1.5より好ましくは2～1.0の範囲である。

（実施例の説明）

以下に本発明の実施例及び比較例を説明する。

### 実施例及び比較例

原料を秤量し、溶融し、鋳造して、合金組成が  $\text{Nd}_{1.5}\text{Fe}_{0.5}\text{B}_{0.5}$  (合金1) 及び  $\text{Nd}_{0.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Co}_{1.0}\text{Zr}_{0.5}\text{B}_2$  (合金2) の2種類の合金インゴットを製造した。これらをそれぞれ高周波溶解し、それぞれ周速が40mm/秒及び20mm/秒のCuロールの表面で高速急冷して合金薄帯を得た。これをスタンプミルで粉砕し、それぞれ650℃及び700℃でAr中30分間熱処理した。次いでこれら試料1、2の粉末の表面に(1) Alを約5μmの厚さで圧着、(2) Al-Znを約1μmの厚さに蒸着、(3) Cuを約1μmの厚さに無電解メッキ、(4) Cu-Znを約2μmの厚さに電解メッキを施した。なお比較のため無処理後のものも用意した。次いでこれらを分級し、1000μm以上、44~150μm、10μmの平均粒子径のものを分取し、磁気特性を測定した。次いで、これらの粉末を圧縮成形 (Ar中5 ton/cm<sup>2</sup>) して成形磁石とし、磁気特性を測定した。さらに50℃、90% RH、100

時間の耐湿試験を行なった後磁気特性を測定した。測定結果を下表に示す。

| 組成   | 表面処理  | 粒径 (μm) | 粉末特性                         |              | 成形後                        |                            | 耐湿試験後                      |                            |
|--|-------|---------|------------------------------|--------------|----------------------------|----------------------------|----------------------------|----------------------------|
|  |       |         | (MOI)<br>(BH) <sub>max</sub> | (kOe)<br>1Hc | (BH) <sub>max</sub><br>1Hc | (BH) <sub>max</sub><br>1Hc | (BH) <sub>max</sub><br>1Hc | (BH) <sub>max</sub><br>1Hc |
| $\text{Nd}_{1.5}\text{Fe}_{0.5}\text{B}_{0.5}$                           | なし    | 44~150  | 120                          | 14.8         | 8.0                        | 14.6                       | 0.8                        | 1.3                        |
|  | Al    | 44~150  | 68                           | 14.5         | 6.2                        | 14.5                       | 6.0                        | 14.1                       |
|  | Al-Zn | <10     | 52                           | 9.6          | —                          | —                          | —                          | —                          |
|  | Al-Zn | 44~150  | 87                           | 14.7         | 7.5                        | 14.7                       | 7.3                        | 14.1                       |
|  | Al-Zn | >1000   | 98                           | 14.8         | 7.5                        | 14.7                       | 5.0                        | 8.9                        |
| $\text{Nd}_{0.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Co}_{1.0}\text{Zr}_{0.5}\text{B}_2$ | Cu    | <10     | 4.6                          | 7.1          | —                          | —                          | —                          | —                          |
|  | Cu    | 44~150  | 9.6                          | 14.5         | 2.2                        | 14.5                       | 7.1                        | 14.0                       |
|  | Cu-Zn | >1000   | 9.6                          | 14.7         | 7.3                        | 14.7                       | 4.7                        | 8.4                        |
|  | Cu-Zn | 44~150  | 8.9                          | 14.1         | 2.0                        | 14.1                       | 4.7                        | 13.9                       |
|  | Cu-Zn | 44~150  | 16.0                         | 11.1         | 9.0                        | 10.9                       | 2.1                        | 2.5                        |
| $\text{Nd}_{0.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Co}_{1.0}\text{Zr}_{0.5}\text{B}_2$ | なし    | 44~150  | 8.9                          | 10.9         | 8.0                        | 10.9                       | 7.8                        | 10.4                       |
|  | Al    | 44~150  | 13.6                         | 11.0         | 8.5                        | 10.9                       | 8.1                        | 10.6                       |
|  | Al-Zn | <10     | 5.9                          | 7.8          | —                          | —                          | —                          | —                          |
|  | Cu    | 44~150  | 13.4                         | 10.7         | 8.6                        | 10.7                       | 8.4                        | 10.4                       |
|  | Cu-Zn | >1000   | 13.5                         | 10.9         | 8.6                        | 10.9                       | 5.9                        | 8.9                        |
| $\text{Nd}_{0.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Co}_{1.0}\text{Zr}_{0.5}\text{B}_2$ | Cu-Zn | 44~150  | 11.7                         | 10.5         | 8.4                        | 10.5                       | 8.0                        | 10.0                       |
|  | Cu-Zn | 44~150  | 11.7                         | 10.5         | 8.4                        | 10.5                       | 8.0                        | 10.0                       |

また、これらの金属で表面処理した粉末を成形せずに耐湿試験しても、磁気特性の低下はなかった。また、Snを蒸着した粉末では、無処理粉末よりも同じ成形条件において成形体の磁性粉密度を5%向上することができた。

(作用効果)

表から分るように、金属により被覆することにより、R-T-B又はR-T-B-M磁石粉末及びそれから成形された磁石の安定性は極めて大きくなることが分る。また10μm以下の粒子径では磁気特性が低いこと、一方1000μm以上では安定性が低下することが分る。

代理人の氏名 倉内基弘

同 風間弘志

第1頁の続き

⑦発明者 西内 昭 浩 東京都中央区日本橋1丁目13番1号 ティーディーケイ株式会社内

⑦発明者 米山 哲 人 東京都中央区日本橋1丁目13番1号 ティーディーケイ株式会社内



PAT-NO: JP401055806A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 01055806 A

TITLE: RARE EARTH MAGNET

PUBN-DATE: March 2, 1989

INVENTOR-INFORMATION:

NAME

NAKAGAWA, JUN

YAJIMA, KOICHI

NAKAMURA, HIDEKI

NISHIUCHI, AKIHIRO

YONEYAMA, TETSUTO

ASSIGNEE-INFORMATION:

NAME

TDK CORP

COUNTRY

N/A

APPL-NO: JP62211473

APPL-DATE: August 27, 1987

INT-CL (IPC): H01F001/06, B22F001/02

US-CL-CURRENT: 428/403

ABSTRACT:

PURPOSE: To improve stability and to mold powder having high

magnetic

properties by forming a metal coating layer on the surface of alloy powder

containing a fine crystal containing rare earth element, transition metal, etc., or a mixed state of a fine crystal and an amorphous state.

CONSTITUTION: A metal coating layer is formed on the surface of alloy powder

having a composition of R-T-B or R-T-B-M (where R is rare earth element, T is

Fe or transition metal mainly containing Fe, Co, and M is at least one of Zr,

Nb, Mo, Hf, Ta and W) and made of a fine crystal or a mixed state of a fine

crystal and an amorphous state. The coating layer is selected from Cu, Cu

alloys, Al, Al alloys, Sn Sn alloys, R is  $5.5 \sim 12\text{at}\%$ , M is  $15\text{at}\%$  or less,

and B is  $2 \sim 15\text{at}\%$ . The mean particle size of the alloy powder is preferably

$10 \sim 1000 \mu\text{m}$ . Thus, the stability of the unstable R-T-B or R-T-B-M magnet

is remarkably improved.

COPYRIGHT: (C)1989,JPO&Japio